

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-146490

(43)Date of publication of application : 22.05.2002

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 8/12  
C22C 38/06  
H01F 1/16  
// B21B 3/00

(21)Application number : 2000-338207

(71)Applicant : HAIZETTO:KK  
KOSHIISHI HIROMICHI

(22)Date of filing : 06.11.2000

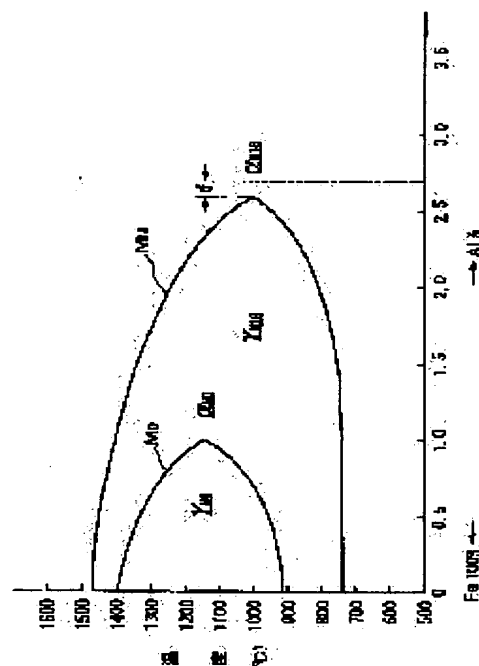
(72)Inventor : KOSHIISHI HIROMICHI

## (54) NONORIENTED SILICON STEEL SHEET AND ITS PRODUCTION METHOD

### (57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To reconcile the reduction of the core loss of a nonoriented silicon steel sheet and the improvement of its magnetic flux density, further, to relax pickling conditions after hot rolling and to reduce its production cost.

**SOLUTION:** A steel sheet obtained by subjecting steel having components containing, by weight,  $\leq 0.005\%$  C,  $\leq 1.0\%$  Si, 1.0 to 2.5% Mn, 1.5 to 3.5% Al and  $\leq 0.15\%$  P, and the balance Fe with inevitable impurities, and in which Mn/Al satisfies 0.5 to 0.8 is subjected to hot rolling. The steel sheet is subjected to pickling and cold rolling. The steel sheet is subjected to continuous annealing to produce a nonoriented silicon steel sheet. By converting the componential base from the conventional high Si base into the high Al-Mn base, the reduction of core loss and the improvement of its magnetic flux density can be reconciled. Further, its production cost can be reduced.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

14.09.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

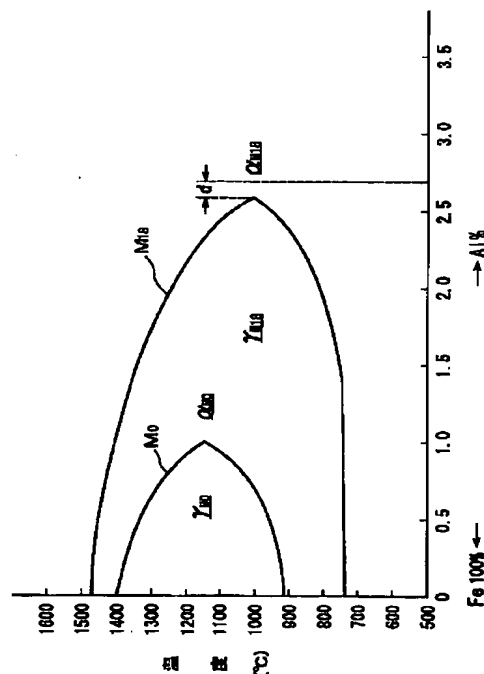
[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%でC：0.005%以下、Si：1.0%以下、Mn：1.0～2.5%、Al：1.5～3.5%、P：0.15%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつMn/Alが0.5～0.8である成分の鋼から製造した無方向性電磁鋼板。

【請求項2】 重量%でC：0.005%以下、Si：1.0%以下、Mn：1.0～2.5%、Al：1.5～3.5%、P：0.15%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつMn/Alが0.5～0.8である成分の鋼を熱間圧延した後に酸洗し、冷間圧延した後の鋼板に対して連続焼鈍を施すことを特徴とする無方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項3】 前記熱間圧延後の酸洗を塩酸または硫酸の水溶液を用いて行うことを特徴とする請求項2記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項4】 前記冷間圧延後の連続焼鈍において鋼板中に含まれるAlと窒化反応を起こさない組成のガスを雰囲気ガスとして用いることを特徴とする請求項2または3記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

【請求項5】 前記連続焼鈍の後にスキンプス圧延を行うことを特徴とする請求項2ないし4のいずれかに記載の無方向性電磁鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、電動機などの回転機に使用される無方向性電磁鋼板の鉄損の低減と磁束密度の向上を両立させるとともに、製造コストを低減する新たな成分系の無方向性電磁鋼板およびその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】電磁鋼板は無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板に大別され、無方向性電磁鋼板は鋼板面内の磁化方向による磁気特性の差が小さいという特性から、主として磁力線の方向が常に変化する電動機などの回転機に使用され、方向性電磁鋼板は鋼板の特定方向に磁界をかけたときの磁気特性がとくに優れているという特性から、主として磁力線の方向が常に一定に流れる変圧器などの静止器に使用されている。

【0003】近年における電機産業の発達および家庭電化製品の普及、ならびにこれと並行した環境、資源問題から電気機器に対し要求される省エネルギー、高効率化の要請から、電動機や変圧器にとってもその効率向上は最大の要求事となっている。このためには鉄損や銅損、機械損を減少させることが必要で、このような電動機や変圧器の鉄心として使用されている電磁鋼板について、さらなる鉄損の低減が求められている。

【0004】電磁鋼板の低鉄損化のために従来種々の手段が講じられており、代表的な手段としては、鋼のSi含有量を多くして鋼板の固有抵抗を高める、鋼の不純物

元素を少なくして鋼板の結晶粒径を最適値に調整する、などの方法が採用されてきた。しかし、Si含有量を多くすると固有抵抗は高まるものの、冷間加工性が低下し、また磁束密度が低下するという問題がある。また、鋼の不純物の低減はすでに極限に近いレベルまで低減されてきており、結晶粒径の制御による効果も限界に近いところにある。

【0005】これに対し近年は、鉄損をより低減させる手段として、鋼板の集合組織の制御が採用されている。無方向性電磁鋼板の場合は、磁化容易方向である結晶方位〔100〕が鋼板の面方向に沿って高密度に分布するように、鋼の成分系、圧延条件、焼鈍条件を制御し、結晶体の〔100〕面が鋼板表面に平行に集積している〔100〕集合組織を目指した制御が行われている。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】上記のような集合組織を得るための鋼の成分系、圧延条件、鋼板の焼鈍条件に関して、従来種々の改善が行われてきた。しかし、これらの改善策はいずれも鋼板の製造コストや処理コストが高く、量産性や経済性に難点がある。

【0007】従来の電磁鋼板における製造条件の最大の特徴は、鋼の成分としてのSi含有量が多いということである。この高Si成分系は、電磁鋼板の歴史始まって以来の成分系であり、Si含有量を多くすることによって鋼板の固有抵抗を高め、これにより鉄損を低減するというものである。鉄損低減に効果のあるSi含有量の下限は0.3重量%程度とされている。

【0008】鋼板の固有抵抗はSi含有量が多いほど高くなるが、Si含有量が多くなると冷間加工性が低下するので、実際のSi含有量の上限は4重量%程度である。また、Si含有量が多くなると鋼板の磁束密度が低下するので、鉄損の低減と磁束密度の向上を両立させることは困難である。

【0009】また、鋼中のSi含有量が多いと、熱間圧延後の表面スケール中に含まれるシリカ(SiO<sub>2</sub>)の量が多くなる。熱間圧延鋼板を冷間圧延する前には表面スケールを除去するための酸洗が行われるが、この酸洗時において、スケール中に多く含まれるシリカを完全に除去するには、シリカの溶解能力のある酸洗液としてフッ化水素酸(HF)を用いなければならない。このフッ化水素酸は普通鋼板の酸洗に用いられる塩酸(HCl)や硫酸(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>)の水溶液に比して高価であり、また廃酸処理も厄介である。さらに、電磁鋼板の酸洗設備と普通鋼板の酸洗設備を共用することは、通板する鋼板が変わるたびに酸洗液を交換しなければならないので生産性の面から實際上極めて困難であり、電磁鋼板は専用の設備を有する製造所のみで製造されているのが現状である。

【0010】本発明が解決すべき課題は、無方向性電磁鋼板の鉄損の低減と磁束密度の向上を両立させるととも

に、熱間圧延後の酸洗条件を緩和して製造コストを低減することにある。

#### 【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者は、無方向性電磁鋼板の〔100〕集合組織を得るための製造条件についてあらたな発想のもとに研究し、高Siを基本とした従来の成分系に代えて、高Al、高Mnを基本とした成分系とするとともに、この成分系に対応した酸洗条件および焼鈍条件を採用することにより、上記課題の達成を可能にした。

【0012】すなわち本発明の無方向性電磁鋼板は、重量%でC：0.005%以下、Si：1.0%以下、Mn：1.0～2.5%、Al：1.5～3.5%、P：0.15%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつMn/Alが0.5～0.8である成分の鋼から製造した無方向性電磁鋼板である。

【0013】無方向性電磁鋼板には、モータやトランスのコア用に鋼板を打ち抜いた後のコアの歪取り焼鈍を行うことを前提に冷間圧延後の最終焼鈍工程を簡略化したセミプロセス無方向性電磁鋼板と、コアの歪取り焼鈍を前提としないフルプロセス無方向性電磁鋼板とがあるが、本発明はいずれの無方向性電磁鋼板にも適用できるものである。

【0014】本発明に係る無方向性電磁鋼板は、重量%でC：0.005%以下、Si：1.0%以下、Mn：1.0～2.5%、Al：1.5～3.5%、P：0.15%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、かつMn/Alが0.5～0.8である成分の鋼を熱間圧延した後に酸洗し、冷間圧延した後の鋼板に対して連続焼鈍を施す製造方法によって製造することができる。ここで、セミプロセス無方向性電磁鋼板の場合は、前記連続焼鈍の後にスキンプラス圧延を行うことができる。また、フルプロセス無方向性電磁鋼板の場合は、前記連続焼鈍において鋼板中に含まれるAlと窒化反応を起こさない組成のガスを雰囲気ガスとして用いることができる。さらに後述する理由により、熱間圧延後の酸洗において酸洗液を普通鋼板用の塩酸または硫酸の水溶液を用いて行うことができる。

【0015】上記の鋼の成分系（以下、成分%はすべて重量%である）において、Cは鋼板の磁気特性を劣化させるので低ほど好ましく、0.005%以下とする。Siは鋼板の固有抵抗を高める元素であるが、本発明においてはSiの含有量を少なくし、その代わりにAl含有量を多くして固有抵抗を高める。鋼中のSi含有量が多くなると冷間加工性が低下し、また磁束密度が低下するので、Siの含有量は1.0%を上限とする。

【0016】Mnは本発明においてAlとともに重要な成分である。Mnは鋼板の固有抵抗を高めるとともに、Fe-Al合金状態図においてオーステナイト領域を拡大して〔100〕集合組織を得るのに寄与するので、

1. 0%以上を添加する。ただしMn含有量が多くなりすぎると鋼板の磁束密度が低下するので、2. 5%を上限とする。

【0017】Alは本発明において最も重要な成分である。鋼板の固有抵抗を高めるのに従来はSi含有量を多くしていたのであるが、本発明においてはSi含有量を少なくしAl含有量を多くして鋼板の固有抵抗を高める。このためにAlを1.5%以上添加する。鋼中のN含有量が多い場合はAlNの形成による焼鈍時の結晶粒の成長阻害が懸念されるが、近年の鋼の精錬技術の進歩によりNは極めて低いレベルまで除去可能であり、AlNの形成による悪影響は小さくなっている。ただし、Al含有量が多くなりすぎると冷間加工性が低下するので上限を3.5%とする。

【0018】さらに本発明において重要な因子は、MnとAlの比である。Mnの添加によりFe-Al合金状態図におけるオーステナイト領域が拡大されることは前述したが、ここでさらに詳しく説明する。図1はFe-Al合金におけるMn含有量の影響を説明するための図であり、横軸はFe中のAlの含有量、縦軸は温度を示す。図中の曲線M<sub>0</sub>はMn含有量が0（ゼロ）のときのオーステナイト領域（ $\gamma$ M<sub>0</sub>）とフェライト領域（ $\alpha$ M<sub>0</sub>）領域との境界線であり、曲線M<sub>18</sub>はMn含有量が1.8%のときのオーステナイト領域（ $\gamma$ M<sub>18</sub>）とフェライト領域（ $\alpha$ M<sub>18</sub>）領域との境界線（実際にはオーステナイト領域の内側にオーステナイト+フェライトの領域があるが図では省略している）を示す。Fe-Al合金に或る量のMnを添加したときのFe-Al-Mn系状態図上のオーステナイト領域とフェライト領域との境界線の先端位置と状態図上の或るAl含有量に対応する縦軸との間隔d（図ではMn含有量が1.8%でAl含有量が2.7%のときの間隔dを示している）が小さいほど、〔100〕集合組織を得やすいことを本発明者は見出した。とくにSi含有量が1.0%以下でMn/Alが0.5～0.8の範囲であれば、この間隔dを小さくすることができて、最良の〔100〕集合組織が得られることを本発明者は確認した。

【0019】また、鋼の成分系を従来の高Si系から高Al-Mn系とすることにより、冷間圧延後の焼鈍における再結晶温度が相対的に低下するので、焼鈍温度や焼鈍時間、雰囲気ガスなどの焼鈍条件を緩和することができるという効果がある。

【0020】なお本発明の成分系においてC、Si、Mn、Al、PおよびFe以外の元素の含有量については不可避免の不純物の範囲としているが、固有抵抗値に限らず電磁鋼板の特性を向上させるために少量の特殊元素、たとえばCu、Niなどを添加することを妨げるものではない。

【0021】無方向性電磁鋼板の製造工程はセミプロセス無方向性電磁鋼板とフルプロセス無方向性電磁鋼板と

で一部異なる。最も大きな違いは冷間圧延後の鋼板の焼鈍条件である。セミプロセス無方向性電磁鋼板は、打ち抜き後のコアの歪取り焼鈍の実施を前提としているので、冷間圧延後の鋼板の焼鈍は比較的低温かつ短時間の焼鈍ですむ。また、打ち抜き後のコアの歪取り焼鈍の条件緩和を可能とするために冷間圧延後の鋼板の焼鈍の後にスキンパス圧延を行うこともある。一方、フルプロセス無方向性電磁鋼板は、打ち抜き後のコアの歪取り焼鈍を実施しなくてもよいようにするために、冷間圧延後の鋼板の焼鈍はセミプロセス無方向性電磁鋼板の場合よりも高い温度でかつ長い時間の焼鈍が必要である。また、この焼鈍の条件緩和のために熱間圧延後の鋼板に対して焼鈍を施すこともある。

【0022】本発明に係るセミプロセス無方向性電磁鋼板は上記の成分系の鋼を熱間圧延後酸洗し、冷間圧延後の鋼板に対して連続焼鈍を施す製造方法によって製造されるが、とくにSi含有量を1.0%以下とすることによって、熱間圧延後の鋼板表面のスケール中に含まれるシリカが高Si系の場合に比して少なくなるので、酸洗液として普通鋼板の酸洗に用いられる塩酸や硫酸の水溶液を用いたときでも表面スケールを十分に酸洗除去することができる。従来の電磁鋼板の酸洗に用いられていたフッ化水素酸に代えて塩酸や硫酸の水溶液を用いることにより、酸洗コストを低減できるとともに、酸洗設備を普通鋼板との共用設備とすることができるので電磁鋼板専用の設備を有しない製造所でも電磁鋼板を製造することができ、製造コストを低減することができる。

【0023】同様にしてフルプロセス無方向性電磁鋼板の場合も、Si含有量を1.0%以下とすることにより、塩酸や硫酸の水溶液で酸洗することができる。冷間圧延後の鋼板の焼鈍に関しては、焼鈍条件がセミプロセス無方向性電磁鋼板の場合に比較して高温かつ長時間であるので、焼鈍時に鋼板中に含まれるAlと窒化反応を起こさない組成のガスを雰囲気ガスとして用いるのが望ましい。鋼板中に $\alpha$ -Fe- $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の形態で存在しているAlは化学的に活性であり、焼鈍時の高温雰囲気ガス中にNが存在すると、AlとNが反応してあらたなAlNを生成する。このAlNは、焼鈍時の鋼板表面近傍の結晶粒成長を阻害し、磁気特性の向上を抑制するという悪影響

を及ぼす。そこでAl含有量が多く、焼鈍温度が高いフルプロセス無方向性電磁鋼板の場合は、焼鈍時の炉内雰囲気ガスとして、鋼板中に含まれるAlと窒化反応を起こさない雰囲気ガスを用いる。Alと窒化反応を起こさない雰囲気ガスとしては、H単独ガス、またはHとAr、He、Neのいずれか1種以上との混合ガスを主成分とするガスを用いることができる。鋼板中に含まれるAlと窒化反応を起こさない雰囲気ガスを用いることにより、Alを1.5~3.5%含有する鋼板の場合であっても、焼鈍時にあらたなAlNが生成することはほとんどない。セミプロセス無方向性電磁鋼板の場合は焼鈍温度が比較的低いので、炉内雰囲気ガスに一部Nを含んでいてもAlN生成の問題は少ない。

【0024】さらに本発明においては、セミプロセス無方向性電磁鋼板とフルプロセス無方向性電磁鋼板の両方の製造方法に共通する利点として、従来の高Si成分系に代えて高Al-Mn成分系としたことにより、冷間圧延後の焼鈍条件を高Si成分系の場合よりも緩和できる点がある。冷間圧延後の鋼板の焼鈍における再結晶温度は、Siについては含有量が多くなるほど再結晶温度が高くなるが、AlとMnについては含有量が多くなるほど相対的に再結晶温度は低くなる。したがって、高Al-Mn成分系の場合は焼鈍温度を低く設定するか、または連続焼鈍時の通板速度を高めることができるので、焼鈍コストを低減することができる。また、焼鈍温度を低く設定できることから、高AlであってもAlNの生成を抑制することができる。

#### 【0025】

【発明の実施の形態】以下、本発明を実験例に基づいて説明する。表1に示す化学成分の鋼を出発材料として、熱間圧延—焼鈍（無し、または有り）—酸洗（酸洗液HCl系、またはHF系）—冷間圧延—焼鈍—スキンパス圧延（無し、または有り）—絶縁コーティングの工程により最終製品板厚が0.5mmの無方向性電磁鋼板を製造した。冷間圧延後の焼鈍は異なる条件を組み合わせている。主な製造条件と鋼板の磁気特性を表2に示す。

#### 【0026】

#### 【表1】

グレード JIS C2552	化学成分 重量%						固有抵抗 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	摘要
	C	Si	Mn	Al	P	Mn /Al		
50A 400	0.002	2.4	0.20	0.3	—	0.66	45	従来例 1
	0.002	0.3	1.0	2.0	—	0.50	45	発明例 1
	0.002	0.3	1.0	2.0	0.1	0.50	46	発明例 2
	0.002	0.3	1.0	2.0	—	0.50	45	発明例 3
50A 310	0.002	2.9	0.17	0.6	—	0.28	54	従来例 2
	0.002	0.5	1.4	2.3	—	0.61	53	発明例 4
	0.002	0.5	1.0	2.5	—	0.40	53	比較例 1
	0.002	0.5	2.0	2.0	—	1.00	53	比較例 2
50A 230	0.002	3.0	0.18	1.0	—	0.18	59	従来例 3
	0.002	0.5	1.8	2.7	—	0.67	59	発明例 5
	0.002	0.5	1.8	2.7	—	0.67	59	発明例 6
	0.002	0.5	1.8	2.7	—	0.67	59	発明例 7
	0.002	0.8	1.4	2.6	—	0.54	59	発明例 8

【0027】

【表 2】

グレード JIS C2552	酸洗液	熱延 後の 焼鈍	冷延後の最終焼鈍		スキンパース 圧下率 %	磁気特性		摘要
			$^{\circ}\text{C} \times \text{min}$	雰囲気 ガス*		W15 /50 W/kg	B50 T	
50A 400	HF 系	あり	925×1.0	N+H	なし	3.20	1.68	従来例 1
	HCl 系	なし	925×1.0	N+H	なし	3.22	1.70	発明例 1
	HCl 系	なし	925×1.0	N+H	なし	3.18	1.70	発明例 2
	HCl 系	なし	850×0.5	N+H	8	(2.9)	(1.69)	発明例 3
50A 310	HF 系	あり	950×1.2	N+H	なし	2.70	1.67	従来例 2
	HCl 系	なし	950×1.2	N+H	なし	2.68	1.69	発明例 4
	HCl 系	なし	950×1.2	N+H	なし	2.88	1.67	比較例 1
	HCl 系	なし	950×1.2	N+H	なし	2.85	1.67	比較例 2
50A 230	HF 系	あり	1000×1.5	N+H	なし	2.26	1.67	従来例 3
	HCl 系	あり	1000×1.0	H+Ar	なし	2.16	1.69	発明例 5
	HCl 系	なし	1000×1.2	H+Ar	なし	2.20	1.68	発明例 6
	HCl 系	なし	1000×1.5	N+H	なし	2.27	1.68	発明例 7
	HCl 系	なし	1000×1.5	N+H	なし	2.27	1.68	発明例 8

注 1) 雰囲気ガスの N+H は (90% N<sub>2</sub> + 10% H<sub>2</sub>) ガスを、H+Ar は (5% H<sub>2</sub> + 95% Ar) ガスを表す。

注 2) 発明例 3 の磁気特性値は鋼板から打ち抜いたコアの歪取り焼鈍後の値を示す。

【0028】表 1 の鋼の成分において、発明例 1～8 は鋼の成分が本発明の範囲内にあるものであり、比較例

1, 2 は Mn/Al が本発明の範囲外であるものであり、従来例 1～3 は高 Si 系の従来成分のものである。表 2 の製造条件において、酸洗液は HF 系 (従来例) と HCl 系 (発明例と比較例)、熱延後の焼鈍は有り (従来例と発明例 5) と無し (発明例 1～4, 6, 7 と比較例 1, 2)、最終焼鈍条件は鋼板のグレードに応じて 4 パターンを設定した。

【0029】鋼板の固有抵抗値に関しては、鋼板のグレードごとに従来の成分系の電磁鋼板の固有抵抗値のレベルに近い値となるように鋼の成分を設定したので、固有抵抗値は発明例、比較例、従来例ともほぼ同じである。磁気特性値は成分系と製造条件の組合せにより異なる。具体的には以下の通りである。

【0030】発明例1は本発明の基本的な成分系と製造条件によるもので、磁束密度(B50)は高いが、鉄損(W15/50)は熱延後の焼鈍がないので従来例よりいくぶん劣化している。発明例2は、発明例1の成分系にPを添加したもので、その分鉄損が向上している。発明例3は鋼板から打ち抜いたコアの歪取り焼鈍を前提にしたもので、冷延後の焼鈍条件を緩和しスキンプス圧延を実施したもので、コアの歪取り焼鈍後の鉄損の向上が著しい。

【0031】発明例4はMn含有量とAl含有量のバランス(Mn/Al)がよく、磁束密度、鉄損とも向上している。比較例1と比較例2はMn/Alが本発明の範囲外であり、鉄損が劣化している。

【0032】発明例5～7は最良の成分系(とくにMn/Al)のもとで製造条件を変えて製造したものである。発明例5は熱延後の焼鈍有り、N<sub>2</sub>なしの焼鈍雰囲気ガスのもとでの最終焼鈍により、磁束密度、鉄損とも著しく向上している。発明例6は熱延後の焼鈍無しのほ

かは発明例5と同じ条件で、磁束密度、鉄損とも向上している。発明例7は熱延後の焼鈍無し、N<sub>2</sub>を含む焼鈍雰囲気ガスのもとでの最終焼鈍により発明例6よりは鉄損が劣化している。発明例8はMn/Alが本発明範囲の下限に近いものであるが、発明例7と同程度の特性値が得られている。

#### 【0033】

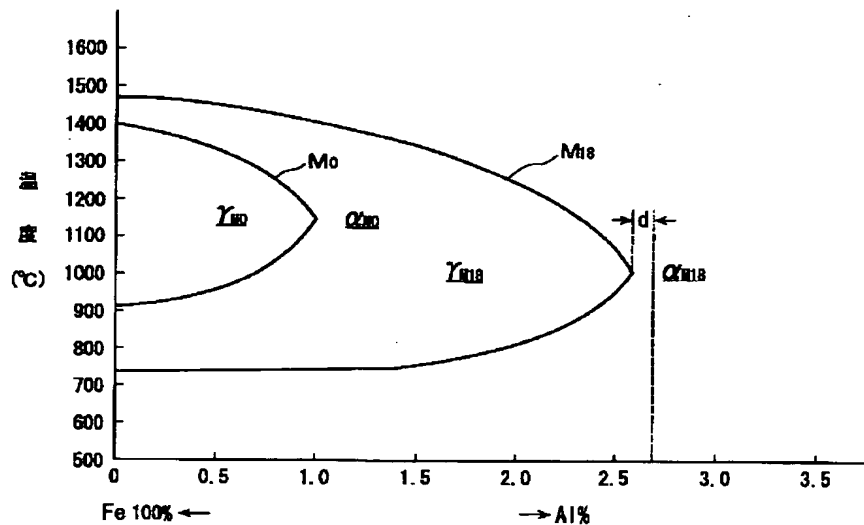
【発明の効果】鋼の成分を低Si、高Mn、高Alでかつ特定範囲のMn/Alとすることで、鉄損の低減と磁束密度の向上を両立させることができ、また、冷間圧延後の鋼板の焼鈍における再結晶温度が従来の高Siの場合に比して相対的に低くなるので、焼鈍温度を低く設定するか、または連続焼鈍時の通板速度を高めることができ、焼鈍コストを低減することができる。

【0034】Si含有量を低くしたことにより、熱間圧延後の酸洗における酸洗液として普通鋼板の酸洗に用いられる塩酸や硫酸の水溶液を用いることができるので、酸洗コストを低減できるとともに、酸洗設備を普通鋼板との共用設備とすることができ、電磁鋼板専用の設備を有しない製造所でも電磁鋼板を製造することができ、製造コストを低減することができる。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】 Fe-Al合金におけるMn含有量の影響を説明するための図である。

【図1】





## 【手続補正書】

【提出日】平成13年9月14日(2001. 9. 14)

## 【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0018

【補正方法】変更

【補正内容】

【0018】さらに本発明において重要な因子は、MnとAlの比である。Mnの添加によりFe-Al合金状態図におけるオーステナイト領域が拡大されることは前述したが、ここでさらに詳しく説明する。図1はFe-Al合金におけるMn含有量の影響を説明するための図であり、横軸はFe中のAlの含有量、縦軸は温度を示す。図中の曲線M<sub>0</sub>はMn含有量が0(ゼロ)のときのオーステナイト領域( $\gamma_{M0}$ )とフェライト領域( $\alpha_{M0}$ )

との境界線であり、曲線M<sub>18</sub>はMn含有量が1.8%のときのオーステナイト領域( $\gamma_{M18}$ )とフェライト領域( $\alpha_{M18}$ )領域との境界線(実際にはオーステナイト領域の内側にオーステナイト+フェライトの領域があるが図では省略している)を示す。Fe-Al合金に或る量のMnを添加したときのFe-Al-Mn系状態図上のオーステナイト領域とフェライト領域との境界線の先端位置と状態図上の或るAl含有量に対応する縦軸との間隔d(図ではMn含有量が1.8%でAl含有量が2.7%のときの間隔dを示している)が小さいほど、[100]集合組織を得やすいことを本発明者は見出した。とくにSi含有量が1.0%以下でMn/Alが0.5~0.8の範囲であれば、この間隔dを小さくすることができて、最良の[100]集合組織が得られることを本発明者は確認した。

フロントページの続き

Fターム(参考) 4K033 AA01 CA09 GA02 JA07 KA03  
5E041 AA02 AA11 AA19 CA04 HB05  
HB07 HB11 NN01